

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11172330
PUBLICATION DATE : 29-06-99

APPLICATION DATE : 12-12-97
APPLICATION NUMBER : 09343470

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : ASAHI HITOSHI;

$$P_1 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo + V$$

INT.CL. : C21D 8/02 C22C 38/00 C22C 38/14
C22C 38/58

TITLE : PRODUCTION OF HIGH STRENGTH
STEEL PLATE EXCELLENT IN
TOUGHNESS AT LOW TEMPERATURE

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a steel plate excellent in toughness at a low temperature by successively applying respective treatments of reheating, rolling, cooling, reheating, and cooling to a steel slab of specific composition under respectively specified conditions.

SOLUTION: A steel slab, having a composition which consists of, by weight, 0.03-0.10% C, ≤0.6% Si, 1.8-2.5% Mn, ≤0.015% P, ≤0.003% S, 0.20-1.0% Ni, 0.25-0.60% Mo, 0.01-0.10% Nb, 0.005-0.030% Ti, ≤0.06% Al, 0.001-0.006% N, ≤0.005% O, and the balance Fe with inevitable impurities and in which the value of P_1 defined by equation is regulated to 3.1-4.0, is reheated at 1000-1200°C, rolled under the conditions of ≥70% cumulative rolling reduction at ≤900°C and of 650-800±C rolling finishing temp., and cooled down to an arbitrary temp. not higher than 500°C at ≥10°C/sec cooling rate. Further, the resultant steel plate is reheated to 750-850°C and then cooled at ≥10°C/sec cooling rate. By this method, the high strength steel plate of ≥950 MPa tensile strength can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-172330

(43) 公開日 平成11年(1999) 6月29日

(51) Int.Cl.⁶

識別記号

F I

C 2 1 D 8/02

C 2 1 D 8/02

B

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 A

38/14

38/14

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号

特願平9-343470

(22) 出願日

平成9年(1997)12月12日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 寺田 好男

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内

(72) 発明者 為広 博

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 原 卓也

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温靱性の優れた高強度鋼板の製造法

(57) 【要約】

【課題】 低温靱性、現地溶接性などの諸特性を同時に達成できるAPI規格X100超の高強度鋼板を提供する。

【解決手段】 (1) 低C-高Mn-Ni-Mo-微量Ti系で(1)式のP₁値を限定した成分の鋼片を、また(2) 低C-高Mn-Ni-Mo-微量B-微量Ti系で(2)式のP₂値を限定した成分の鋼片を制御圧延・加速冷却した後、750~850℃の温度域に再加熱して、その後10℃/秒以上の冷却速度で冷却することにより高強度と優れた低温靱性、現地溶接性を同時に達成する。

【効果】 低温靱性、現地溶接性が優れた高強度ラインパイプ(X100超)の製造が可能となった。その結果、パイプラインの安全性が著しく向上するとともに、パイプライン施工能率の向上および輸送効率の向上が可能となった。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%にて、

C : 0.03~0.10%、
 Si : 0.6%以下、
 Mn : 1.8~2.5%、
 P : 0.015%以下、
 S : 0.003%以下、
 Ni : 0.20~1.0%、
 Mo : 0.25~0.60%、
 Nb : 0.01~0.10%、
 Ti : 0.005~0.030%、
 Al : 0.06%以下、

$$P_1 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo + V \quad \dots\dots (1)$$

【請求項2】 重量%にて、

C : 0.03~0.10%、
 Si : 0.6%以下、
 Mn : 1.7~2.2%、
 P : 0.015%以下、
 S : 0.003%以下、
 Ni : 0.10~1.0%、
 Mo : 0.15~0.50%、
 Nb : 0.01~0.10%、
 Ti : 0.005~0.030%、
 B : 0.0003~0.0020%、
 Al : 0.06%以下、

$$P_2 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2Mo \quad \dots\dots (2)$$

【請求項3】 前記鋼片が、重量%にてさらに、

Cu : 0.1~1.0%、
 Cr : 0.1~1.0%、
 V : 0.01~0.10%、
 Ca : 0.001~0.005%

のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2記載の低温靱性の優れた高強度鋼板の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は950MPa以上の引張強さ(TS)を有する低温靱性・溶接性の優れた高強度鋼に関するもので、天然ガス・原油輸送用ラインパイプをはじめ、各種圧力容器、産業機械などの溶接用鋼材として広く使用できる。

【0002】

【従来の技術】原油や天然ガスを長距離輸送するためのパイプラインに使用されるラインパイプは、(1)高圧化による輸送効率の向上や、(2)薄肉化による現地での溶接能率向上のため、ますます高張力化する傾向にある。これまでに米国石油協会(API)規格でX80(降伏強さ551MPa以上、引張強さ620MPa以上)ま

N : 0.001~0.006%、

O : 0.005%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、下記(1)式で定義される P_1 値が3.1~4.0の範囲にある鋼片を1000~1200℃の温度に再加熱後、900℃以下の累積圧下量が70%以上で、圧延終了温度が650~800℃となるように圧延した後、10℃/秒以上の冷却速度で500℃以下任意の温度まで冷却した鋼板を750~850℃の温度域に再加熱して、その後10℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする引張強さが950MPa以上の低温靱性の優れた高強度鋼板の製造法。

N : 0.001~0.006%、

O : 0.005%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、下記(2)式で定義される P_2 値が2.5~4.0の範囲にある鋼片を1000~1200℃の温度に再加熱後、900℃以下の累積圧下量が70%以上で、圧延終了温度が650~800℃となるように圧延した後、10℃/秒以上の冷却速度で500℃以下任意の温度まで冷却した鋼板を750~850℃の温度域に再加熱して、その後10℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする引張強さが950MPa以上の低温靱性の優れた高強度鋼板の製造法。

でのラインパイプの実用化が進行中であるが、さらに高強度のラインパイプに対するニーズが強くなってきた。

【0003】現在、高強度ラインパイプ製造法の研究は、従来のX80ラインパイプの製造技術(たとえばNKK技報 No.138(1992), pp24-31 およびThe 7th Offshore Mechanics and Arctic Engineering (1988), Volume V, pp179-185)を基本に検討されているが、これではせいぜい、X100(降伏強さ689MPa以上、引張強さ760MPa以上)ラインパイプの製造が限界と考えられる。

【0004】従来より、低炭素-高Mn-Nb-Mo鋼は微細なアシキュラーフェライト組織を有するラインパイプ用鋼としてよく知られている。例えば、特開平5-255744号公報では、低炭素-Mn-0.05~0.35%Mo-Nb鋼を900℃~1000℃に再加熱後、圧延することを特徴とする低温靱性の優れた高張力鋼板の製造法が開示されているが、その引張強さの上限はせいぜい750MPaが限界であった。また極低炭素-高Mn-Nb-(Mo)-(Ni)-微量B-微量Ti鋼は、微細なベイナイト組織を有するラインパイプ用鋼としてよく知られているが、その引張強さの上限もせいぜい750MPaが限界であった。

【0005】さらに高強度化をはかるためには、C量や合金元素量を増加させることが必要であるが、合金元素の増加によりスラブ再加熱時のオーステナイト粒が混粒化し、制御圧延を施しても変態前のオーステナイト粒を均一に微細化することが困難となり、変態後の組織は一部粗大化した組織となって低温靱性が劣化する。

【0006】パイプラインの超高強度化は、強度・低温靱性バランスをはじめとして、溶接熱影響部(HAZ)靱性、現地溶接性、継手軟化など多くの問題を抱えており、これらを克服した画期的な高強度ラインパイプ(X100超)の早期開発が要望されている。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は溶接部および母材の低温靱性、現地溶接性などの諸特性を同時に達成できる引張強さ950N/mm²以上(API規格X100超)の高強度ラインパイプ用鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

【0008】

$$P_1 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo + V \quad \dots\dots (1)$$

【0009】また第2発明法は、重量%にて、C:0.03~0.10%、Si:0.6%以下、Mn:1.7~2.2%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Ni:0.10~1.0%、Mo:0.15~0.50%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%、B:0.0003~0.0020%、Al:0.06%以下、N:0.001~0.006%、O:0.005%以下を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、下記(2)式で定義され

$$P_2 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2Mo \quad \dots\dots (2)$$

【0010】そして、第1発明法および第2発明法において、前記鋼片が、重量%にてさらに、Cu:0.1~1.0%、Cr:0.1~1.0%、V:0.01~0.10%、Ca:0.001~0.005%のうち1種または2種以上を含有することが好ましい。

【0011】

【発明の実施の形態】第1発明法の特徴は、(1)低C-高Mn-Nb-Ni-Mo-微量Ti系の鋼片を制御圧延・加速冷却して鋼板とした後、(2)750~850℃の温度域に再加熱して、その後空冷または10℃/秒以上の冷却速度で冷却することにより、微細なベイナイト主体組織とするところにより、これによって高強度と優れた低温靱性、現地溶接性を同時に達成している。

【0012】本発明者らはNb-Ni-Mo鋼において、化学成分、圧延条件およびその後の熱処理条件を厳密に制御することにより、高強度と優れた低温靱性が達成できることを見いだした。第1発明法による鋼板の特徴は、焼入れ・焼戻し処理による鋼板に比較して降伏比が低く、低温靱性に著しく優れることである。

【課題を解決するための手段】上記目的を達成する本発明の第1発明法は、重量%にて、C:0.03~0.10%、Si:0.6%以下、Mn:1.8~2.5%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Ni:0.20~1.0%、Mo:0.25~0.60%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%、Al:0.06%以下、N:0.001~0.006%、O:0.005%以下を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、下記(1)式で定義されるP₁値が3.1~4.0の範囲にある鋼片を1000~1200℃の温度に再加熱後、900℃以下の累積圧下量が70%以上で、圧延終了温度が650~800℃となるように圧延した後、10℃/秒以上の冷却速度で500℃以下任意の温度まで冷却した鋼板を750~850℃の温度域に再加熱して、その後10℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする引張強さが950MPa以上の低温靱性の優れた高強度鋼板の製造法である。

るP₂値が2.5~4.0の範囲にある鋼片を1000~1200℃の温度に再加熱後、900℃以下の累積圧下量が70%以上で、圧延終了温度が650~800℃となるように圧延した後、10℃/秒以上の冷却速度で500℃以下任意の温度まで冷却した鋼板を750~850℃の温度域に再加熱して、その後10℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする引張強さが950MPa以上の低温靱性の優れた高強度鋼板の製造法である。

【0013】引張強さ950MPa以上の高強度と優れた低温靱性を達成するためには、組織を徹底的に微細化する必要がある。特に多量のNbとMoを含有する鋼では、スラブ再加熱時に一部粗大な結晶粒を含んだ混粒となりやすく、この粗大粒をその後の制御圧延で微細化することは困難である。そこで、圧延・加速冷却した鋼板を750~850℃の温度域に再加熱することにより結晶粒を著しく微細化でき、高強度と優れた低温靱性を達成することに成功した。

【0014】以下に第1発明法の製造条件の限定理由について説明する。まず上記成分からなる鋼片を1000~1200℃の温度に再加熱後、900℃以下の累積圧下量が70%以上で、圧延終了温度が650~800℃となるように圧延を行い、その後10℃/秒以上の冷却速度で500℃以下任意の温度まで冷却する。つぎに750~850℃の温度域に再加熱して、その後10℃/秒以上の冷却速度で冷却する。

【0015】鋼片(スラブ)の再加熱温度を1000℃以上とする理由は、粗大な铸造組織である鋼片をオース

テナイト域で十分に溶体化させて、できるだけ均一なオーステナイト粒を形成させるとともに、圧延終了温度を確保するためである。しかし、加熱温度が1200℃を超えると、再加熱時のオーステナイトが著しく成長し、圧延後の結晶粒も大きくなって低温靱性の劣化を招く。このために鋼片の再加熱温度の上限を1200℃とした。

【0016】再加熱した鋼片は、900℃以下の累積圧下量が70%以上、かつ圧延終了温度が650～800℃となるように圧延しなければならない。900℃以下の累積圧下量を70%以上とする理由は、オーステナイト未再結晶域での圧延を強化し、変態前のオーステナイト組織の微細化をはかり、低温靱性を向上させるためである。

【0017】さらに、圧延終了温度を650～800℃とする必要がある。これは、オーステナイト未再結晶域で細粒化したオーステナイト組織を、一層微細化するためである。累積圧下量が適切であっても、その圧延温度が不適切であると、優れた低温靱性は達成できない。圧延終了温度が650℃より低いと、加工によるフェライトの脆化が顕著となるので、圧延終了温度の下限を650℃とした。しかし圧延終了温度が800℃より高いと、オーステナイト組織の微細化が十分でないため、圧延終了温度の上限を800℃に限定した。

【0018】圧延終了後、鋼板は10℃/秒以上の冷却速度で500℃以下任意の温度まで冷却する必要がある。冷却速度が10℃/秒より小であったり、水冷停止温度が500℃より高いと、変態強化による強度・低温靱性バランスの向上が十分に期待できない。冷却速度は大きいほど変態強化に有効であり、特に上限は限定しない。実用上可能な冷却速度は板厚にも依存するが、40℃/秒程度である。

【0019】つぎに圧延・冷却後の鋼板は、750～850℃の温度に再加熱する必要がある。加熱温度が750℃未満では、オーステナイト化が不十分で強度の向上や降伏比の低下が得られないばかりか、旧オーステナイト粒界に粗大かつ列状に生成したMA (Martensite-Austenite Constituent) いわゆるマルテンサイトとオーステナイトが共存した組織などの硬化組織が生成し、低温靱性が劣化する。また850℃を超えるとオーステナイトが成長し、組織が微細化できない。このため加熱温度の上限を850℃とした。

【0020】加熱後、鋼板は10℃/秒以上の冷却速度で冷却する必要がある。10℃/秒以上の冷却速度で冷却する理由は、変態強化、組織の微細化をはかるためである。10℃/秒未満であると変態強化による強度・低温靱性バランスの向上が十分に期待できない。

【0021】つぎに第1発明法における成分元素の限定理由について説明する。Cは0.03～0.10%に限定する。Cは母材および溶接部の強度向上に有効な元素

であり、ベイナイトを主体とする組織において目的の強度を得るためには、最低0.03%は必要である。またこの量はNb、V添加による析出硬化、結晶粒の微細化効果の発現のための最小量でもある。しかしC量が多すぎると母材、HAZ (溶接熱影響部) の低温靱性、現地溶接性の著しい劣化を招くので、その上限を0.10%とした。

【0022】Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加するとHAZ靱性、現地溶接性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はTiあるいはAlでも十分可能であり、Siは必ずしも添加する必要はない。Mnは強度、低温靱性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.8%である。しかしMnが多すぎると鋼の焼入性が増加してHAZ靱性、現地溶接性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、母材の低温靱性をも劣化させるのでその上限を2.5%とした。

【0023】Niを添加する目的は、本発明における低炭素成分系の強度を低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。Ni添加は、MnやCr、Mo添加に比較して圧延組織 (特にスラブの中心偏析帯) 中に低温靱性に有害な硬化組織を形成することが少なく、微量のNi添加がHAZ靱性の改善にも有効であることが判明した。この効果を発揮させるためには、0.2%以上の添加が必要である。しかし、添加量が多すぎると経済性だけでなく、HAZ靱性や現地溶接性を劣化させるので、その上限を1.0%とした。

【0024】Moを添加する理由は、鋼の焼入性を向上させ、目的とするベイナイト主体の組織を得るためである。このような効果を得るためには、Moは最低0.25%必要である。しかし過剰なMo添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣化させるので、その上限を0.60%とした。

【0025】また本発明では、必須の元素としてNb: 0.01～0.10%、Ti: 0.005～0.030%を含有する。NbはMoと共存して結晶粒の微細化や析出硬化に寄与し、鋼を強靱化する作用を有する。この効果を発揮させるための最小量として、その下限を0.01%とした。しかしNbを0.10%超添加すると、HAZ靱性や現地溶接性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。

【0026】一方、Ti添加は微細なTiNを形成し、加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してミクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。またAl量が少ないとき (たとえば0.005%以下)、Tiは酸化物を形成し、HAZにおいて粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織を微細化する効果も有する。このようなTi添加効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかしTi量が多すぎると、TiNの粗大化

やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性が劣化するので、その上限は0.030%に限定した。

【0027】Alは通常脱酸材として鋼に含まれる元素で組織の微細化にも効果を有する。しかしAl量が0.06%を超えるとAl系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.06%とした。脱酸はTiあるいはSiでも可能であり、Alは必ずしも添加する必要はない。

【0028】Nは、TiNを形成して加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし多すぎるとスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0029】さらに本発明では、不純物元素であるP、S、O量をそれぞれ、0.015%以下、0.003%以下、0.005%以下とする。この主たる理由は母材、HAZ靱性の低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続鋳造スラブの中心偏析を低減し、粒界破壊を防止し低温靱性を向上させる。またS量の低減は延伸化したMnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。O量の低減は鋼中の酸化物を少なくして、低温靱性の改善に効果がある。

【0030】つぎに好ましい条件としてCu、Cr、V、Caを添加する理由について説明する。基本となる成分に加えて、さらにこれらの元素を添加する主たる目的は本発明の優れた特長を損なうことなく、製造可能な板厚の拡大や母材の強度・靱性などの特性の向上をはかるためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0031】CuはNiとほぼ同様な効果を持つとともに、耐食性、耐水素誘起割れ特性の向上にも効果がある。またCu析出硬化によって強度を大幅に増加させる。この効果を発揮させるためには0.1%以上の添加が必要である。しかし過剰に添加すると析出硬化により母材、HAZの靱性低下や熱間圧延時にCuクラックが生じるので、その上限を1.0%とした。

【0032】Crは母材、溶接部の強度を増加させる効果があり、この効果を発揮させるためには0.1%以上の添加が必要である。しかし、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限を1.0%とした。VはほぼNbと同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。しかし超高強度鋼におけるV添加の効果は大きい。この効果を発揮させるためには0.01%以上の添加が必要である。その上限はHAZ靱性や現地溶接性の点から0.10%まで許容できる。

【0033】Caは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験における吸収エネルギーの増加など)させる。しかしCa量が0.001%未

満では実用上効果がなく、また0.005%を超えて添加するとCaO-CaSが大量に生成してクラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響をおよぼす。このためCa添加量を0.001~0.005%に制限した。

【0034】以上の個々の添加元素の限定に加えて本発明法では、さらに(1)式で定義される P_1 値を $3.1 \leq P_1 \leq 4.0$ の範囲に制限する。これはHAZ靱性、現地溶接性を損なうことなく、目的とする強度・低温靱性バランスを達成するためである。 P_1 値の下限を3.1としたのは950N/mm²以上の強度と優れた低温靱性を得るためである。また P_1 値の上限を4.0としたのは優れたHAZ靱性、現地溶接性を維持するためである。

【0035】つぎに第2発明法の特徴は、低C-高Mn-Nb-Ni-Mo-微量B-微量Ti系の鋼片を対象とし、第1発明法と同様の条件で制御圧延・加速冷却して鋼板とした後、第1発明法と同様の条件で再加熱し冷却することにより、微細なベイナイト主体組織とするところにより、これによって高強度と優れた低温靱性、現地溶接性を同時に達成している。

【0036】本発明者らはNb-Ni-Mo-微量B鋼において、化学成分、圧延条件およびその後の熱処理条件を厳密に制御することにより、高強度と優れた低温靱性が達成できることを見いだした。第2発明法による鋼板の特徴も、焼入れ・焼戻し処理による鋼板に比較して降伏比が低く、低温靱性に著しく優れることである。上記微量B添加鋼においても、スラブ再加熱時に一部粗大な結晶粒を含んだ混粒となりやすく、この粗大粒をその後の制御圧延で微細化することは困難である。そこで、圧延・加速冷却した鋼板を750~850℃の温度域に再加熱することにより結晶粒を著しく微細化でき、高強度と優れた低温靱性を達成することに成功した。第2発明法における製造条件およびその限定理由は、上記第1発明法におけると同様である。

【0037】そして第2発明法においては、添加元素としてBを含有している。Bは極微量で鋼の焼入性を飛躍的に高め、目的とするベイナイト主体の組織を得るために、第2発明法の成分系において必要不可欠の元素である。後述の P_2 値において1に相当する、すなわち1%Mnに相当する効果がある。さらにBはMoの焼入性向上効果を高めるとともに、Nbと共存して相乗的に焼入性を増す。このような効果を得るためには、Bは最低でも0.0003%必要である。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.0020%とした。

【0038】このようにBを添加した結果、Mnは1.7%以上2.2%以下、Niは0.10%以上1.0%以下、Moは0.15%以上0.50%以下とし、その

他の元素C、Si、Nb、Ti、Al、N、P、SおよびOの量は第1発明法におけると同様である。そしてこれら各元素量の限定理由も、第1発明法におけると同様である。

【0039】また好ましい条件として、Cu、Cr、V、Caの1種または2種以上を添加する理由、およびその添加量の限定理由も第1発明法におけると同様である。さらに第2発明法においては、上記(2)式で定義される P_2 値を2.5以上かつ4.0以下に制限する必要がある、その理由も第1発明法におけると同様である。

【0040】

【実施例】【実施例1】：転炉—連続鋳造法により製造した、表1に示す種々の鋼成分の鋼片から、表2に示す種々の製造法により鋼板を製造して、諸性質を調査した結果を表2に示す。鋼板の機械的性質は圧延と直角方向で調査した。HAZ靱性は入熱5kJ/mm 相当の再現熱サイクルを付与して調査した(最高加熱温度：1400℃、800～500℃の冷却時間：28秒)。

【0041】本発明例No. 1～No. 4は、本発明の第1発明法にしたがって製造したものであり、いずれもX100超の高強度および優れた低温靱性、HAZ靱性を有する。これに対して比較例のNo. 5～No. 22は、化学成分または鋼板製造条件が適切でなく、いずれかの特性

が劣る。

【0042】No. 5はC量が多すぎるため低温靱性およびHAZ靱性が悪い。No. 6はMn量が少ないため低温靱性が悪い。No. 7はMn量が多すぎるためHAZ靱性が悪い。No. 8はNi量が少ないためHAZ靱性が悪い。No. 9はMo量が少ないため強度が低い。No. 10はMo量が多すぎるためHAZ靱性が悪い。No. 11は P_1 値が低いため強度および低温靱性を満足しない。No. 12は P_1 値が高いためHAZ靱性が劣る。

【0043】No. 13はスラブ再加熱温度が低いため低温靱性が悪い。No. 14はスラブ再加熱温度が高いため低温靱性が悪い。No. 15は900℃以下での累積圧下量が少ないため低温靱性が劣る。No. 16は圧延終了温度が低すぎるため、低温靱性が劣る。No. 17は圧延終了温度が高すぎるため、低温靱性が劣る。No. 18は圧延後の鋼板の冷却速度が遅いため低温靱性が悪い。No. 19は鋼板の冷却停止温度が高いため低温靱性が悪い。No. 20は鋼板の再加熱温度が低いため低温靱性が悪い。No. 21は鋼板の再加熱温度が高いため低温靱性が悪い。No. 22は鋼板の冷却速度が遅いため低温靱性が悪い。

【0044】

【表1】

区分	No	化 学 成 分 (wt%, *は ppm)																P_1
		C	Si	Mn	P*	S*	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	N*	O*	Cu	Cr	V	Ca*	
本 発 明 例	1	0.045	0.23	2.15	53	18	0.65	0.57	0.038	0.017	0.015	31	22	-	-	-	-	3.23
	2	0.072	0.26	1.95	71	10	0.33	0.45	0.032	0.015	0.022	35	25	0.41	0.61	0.052	28	3.58
	3	0.085	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.018	0.003	39	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	4	0.055	0.33	2.05	53	18	0.75	0.55	0.038	0.017	0.015	31	22	-	0.45	-	-	3.58
比 較 例	5	0.115	0.24	1.98	70	17	0.33	0.45	0.030	0.015	0.019	33	25	0.41	0.61	0.052	-	3.71
	6	0.052	0.26	1.65	70	14	0.33	0.45	0.033	0.013	0.022	32	20	0.41	0.61	0.052	-	3.21
	7	0.069	0.26	2.53	70	24	0.33	0.35	0.032	0.015	0.021	35	22	0.45	-	-	-	3.62
	8	0.070	0.26	1.95	70	12	0.13	0.45	0.034	0.014	0.022	36	24	0.41	0.61	0.052	-	3.49
	9	0.072	0.26	1.95	70	12	0.33	0.18	0.032	0.015	0.023	34	25	0.41	0.61	0.052	-	3.31
	10	0.052	0.25	1.88	70	20	0.33	0.73	0.032	0.015	0.022	35	27	-	0.45	0.042	-	3.40
	11	0.066	0.07	1.95	71	20	0.67	0.40	0.042	0.015	0.018	30	25	-	-	-	-	2.85
	12	0.070	0.35	2.08	71	15	0.77	0.55	0.031	0.017	0.021	32	24	0.54	0.61	0.052	22	4.14
	13	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.018	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	14	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	15	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.018	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	16	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	17	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	18	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	19	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	20	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	21	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
	22	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22

F線が付したものは比較条件を示す。

【0045】

【表2】

区分	No	鋼板の製造条件							鋼板の機械的性質				HAZ靱性	
		再加熱温度 (℃)	900℃以下累積圧下量 (%)	圧延終了温度 (℃)	水冷冷却速度 (℃/s)	水冷停止温度 (℃)	鋼板厚さ (mm)	鋼板加熱温度 (℃)	水冷冷却速度 (℃/s)	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	vE-40 (J)	vTrs (℃)	vE-20 (J)
本発明例	1	1100	83	753	25	320	20	800	20	873	1020	240	-110	198
	2	1150	85	776	25	400	20	780	20	856	983	276	-95	185
	3	1150	75	751	20	370	25	800	20	890	1054	255	-102	205
	4	1050	75	706	15	250	30	820	15	878	985	248	-110	231
比較例	5	1150	75	751	20	320	20	800	20	908	1154	85	-52	35
	6	1150	75	778	20	330	20	800	20	850	964	85	-65	105
	7	1150	75	755	20	370	20	800	20	900	1060	230	-102	42
	8	1150	75	710	20	420	20	800	20	877	992	203	-98	38
	9	1150	75	731	20	400	20	800	20	897	929	222	-105	205
	10	1150	75	789	20	350	20	800	20	924	1084	195	-88	39
	11	1150	75	741	20	370	20	800	20	802	910	98	-57	45
	12	1150	75	722	20	365	20	800	20	945	1133	201	-90	40
	13	950	75	703	20	250	20	800	20	883	995	55	-52	202
	14	1250	75	730	20	370	20	800	20	909	1070	48	-42	202
	15	1150	60	751	20	410	20	800	20	900	1055	49	-55	202
	16	1150	75	630	20	420	20	800	20	932	1060	49	-43	202
	17	1150	75	820	20	420	20	800	20	925	1072	58	-43	202
	18	1150	75	755	8	370	20	800	20	894	1080	33	-57	202
	19	1150	75	755	20	550	20	800	20	866	988	30	-50	202
	20	1150	75	761	20	380	20	720	20	889	997	52	-54	202
	21	1150	76	722	20	440	20	850	20	878	1028	55	-40	202
	22	1150	75	750	20	350	20	800	8	870	994	50	-48	202

下線を付したものは比較条件を示す。

【0046】[実施例2]：転炉—連続鋳造法により製造した、表3に示す種々の鋼成分の鋼片から、表4に示す種々の製造法により鋼板を製造して、諸性質を調査した結果を表4に示す。調査方法は上記実施例1の場合と同様である。本発明例No. 31～No. 34は、本発明の第2発明法にしたがって製造したものであり、いずれもX100超の高強度および優れた低温靱性、HAZ靱性を有する。これに対して比較例のNo. 35～No. 54は、化学成分または鋼板製造条件が適切でなく、いずれかの特性が劣る。

【0047】No. 35はC量が多すぎるため低温靱性およびHAZ靱性が悪い。No. 36はMn量が少ないため低温靱性が悪い。No. 37はMn量が多すぎるためHAZ靱性が悪い。No. 38はNi量が少ないためHAZ靱性が悪い。No. 39はMo量が少ないため強度が低い。No. 40はMo量が多すぎるためHAZ靱性が悪い。No. 41はB量が少ないため十分な強度が得られない。No. 42はB量が多すぎるため低温靱性およびHAZ靱

性が悪い。No. 43はP₂ 値が低いいため強度および低温靱性を満足しない。No. 44はP₂ 値が高いためHAZ靱性が劣る。

【0048】No. 45はスラブ再加熱温度が低いため低温靱性が悪い。No. 46はスラブ再加熱温度が高いため低温靱性が悪い。No. 47は900℃以下での累積圧下量が少ないため低温靱性が劣る。No. 48は圧延終了温度が低すぎるため、低温靱性が劣る。No. 49は圧延終了温度が高すぎるため、低温靱性が劣る。No. 50は圧延後の鋼板の冷却速度が遅いため低温靱性が悪い。No. 51は鋼板の冷却停止温度が高いため低温靱性が悪い。No. 52は鋼板の再加熱温度が低いため低温靱性が悪い。No. 53は鋼板の再加熱温度が高いため低温靱性が悪い。No. 54は鋼板の冷却速度が遅いため低温靱性が悪い。

【0049】

【表3】

区分	No	化 学 成 分 (wt%, ※は ppm)																P ₂	
		C	Si	Mn	P*	S*	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	B*	N*	O*	Cu	Cr	V		Ca*
本発明例	31	0.045	0.23	2.08	53	18	0.55	0.45	0.038	0.012	0.017	10	28	25	-	-	-	-	3.44
	32	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	33	0.067	0.24	1.87	81	22	0.27	0.41	0.030	0.015	0.003	6	33	31	-	0.55	0.041	29	3.53
	34	0.048	0.14	2.13	58	9	0.31	0.35	0.032	0.018	0.005	10	31	20	0.35	-	-	-	3.31
比較例	35	0.112	0.24	1.87	55	17	0.33	0.45	0.030	0.013	0.021	8	36	24	0.29	0.28	-	-	3.57
	36	0.055	0.23	1.83	66	14	0.34	0.45	0.033	0.014	0.019	7	34	25	0.23	0.29	-	-	3.26
	37	0.073	0.24	2.38	60	24	0.32	0.35	0.032	0.012	0.015	9	35	27	0.35	-	-	-	3.57
	38	0.068	0.24	1.96	82	21	0.07	0.45	0.034	0.015	0.027	8	33	25	0.23	0.27	-	-	3.49
	39	0.071	0.23	1.88	52	12	0.32	0.12	0.032	0.017	0.020	5	35	32	0.23	0.27	-	-	2.87
	40	0.052	0.24	1.87	82	20	0.33	0.73	0.032	0.018	0.018	6	32	20	-	0.28	-	-	3.94
	41	0.075	0.09	1.84	58	22	0.27	0.30	0.042	0.013	0.024	2	26	18	0.27	0.22	-	-	3.10
	42	0.061	0.27	2.01	58	17	0.33	0.41	0.031	0.018	0.021	25	28	24	0.35	0.24	-	-	3.80
	43	0.043	0.07	1.74	71	20	0.15	0.17	0.042	0.015	0.018	10	30	25	-	-	-	-	2.29
	44	0.084	0.36	2.10	71	15	0.53	0.35	0.031	0.017	0.021	8	28	23	0.60	0.52	0.046	22	4.18
	45	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	46	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	47	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	48	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	49	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	50	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	51	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	52	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	53	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	54	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01

下線を付したものは比較条件を示す。

【0050】

【表4】

区分	No	鋼 板 の 製 造 条 件								鋼板の機械的性質					HAZ靱性
		再加熱温度 (°C)	200°C以下黒酸圧下量 (N)	正延終了温度 (°C)	水冷冷却速度 (°C/s)	水冷停止温度 (°C)	鋼板厚さ (mm)	鋼板加熱温度 (°C)	水冷冷却速度 (°C/s)	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	VE ₄₀ (J)	VT ₈₀ (°C)	VE ₂₀ (J)	
本発明例	31	1100	83	750	25	330	20	800	20	882	1011	233	-109	200	
	32	1150	85	770	25	390	20	780	20	867	988	256	-99	203	
	33	1150	75	750	20	400	25	800	20	881	1047	279	-105	199	
	34	1050	75	710	15	265	30	820	15	888	990	230	-100	203	
比較例	35	1150	75	750	20	325	20	800	20	909	1159	38	-51	33	
	36	1150	75	775	20	335	20	800	20	945	959	31	-62	73	
	37	1150	75	755	20	360	20	800	20	905	1065	232	-100	45	
	38	1150	75	715	20	425	20	800	20	872	987	207	-94	34	
	39	1150	75	730	20	395	20	800	20	822	920	221	-102	205	
	40	1150	75	785	20	380	20	800	20	919	1089	199	-88	39	
	41	1150	75	740	20	410	20	800	20	825	925	202	-103	177	
	42	1150	75	775	20	385	20	800	20	950	1095	212	-92	44	
	43	1150	75	740	20	370	20	800	20	807	905	84	-54	45	
	44	1150	75	720	20	370	20	800	20	940	1125	209	-95	46	
	45	950	75	700	20	260	20	800	20	855	990	48	-40	199	
	46	1250	75	730	20	350	20	800	20	904	1065	50	-52	199	
	47	1150	60	750	20	400	20	800	20	900	1060	32	-49	199	
	48	1150	75	630	20	410	20	800	20	923	1055	38	-55	199	
	49	1150	75	820	20	430	20	800	20	932	1065	45	-55	199	
	50	1150	75	755	20	380	20	800	20	889	1058	55	-40	199	
	51	1150	75	755	20	350	20	800	20	861	993	55	-40	199	
	52	1150	75	760	20	350	20	720	20	884	992	45	-44	199	
	53	1150	75	720	20	450	20	880	20	873	1023	40	-52	199	
	54	1150	75	750	20	370	20	800	8	865	989	42	-58	199	

下線を付したものは比較条件を示す。

【0051】

【発明の効果】本発明法により低温靱性、現地溶接性が優れた高強度の鋼板が安定して製造できるようになった。

た。その結果、パイプラインの安全性が著しく向上するとともに、パイプラインの施工能率、輸送効率の飛躍的な向上が可能となった。

フロントページの続き

(72)発明者 朝日 均

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内